

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **07034136 A**

(43) Date of publication of application: **03 . 02 . 95**

(51) Int. Cl

C21D 9/46
C21D 8/04
C22C 38/00
C22C 38/06

(21) Application number: **05198754**

(22) Date of filing: **19 . 07 . 93**

(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **YAMADA TERUAKI**
UKIANA TOSHIYASU
ODA MASAHIKO

**(54) PRODUCTION OF BAKING HARDENABILITY
HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET
EXCELLENT IN WORKABILITY**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a baking hardenability high strength cold rolled steel sheet excellent in workability by subjecting a cold rolled steel sheet having a specified compsn. to recrystallization continuous annealing and rapid cooling treatment under specified conditions and thereafter executing skinpass rolling.

CONSTITUTION: A slab contg., by weight, 0.070 to 0.200% C, $\leq 0.30\%$ Si, 0.50 to 1.50% Mn, $\leq 0.030\%$ P, $\leq 0.025\%$ S, 0.002 to 0.100% sol.Al and $\leq 0.012\%$ N is

subjected to hot rolling and is coiled into a hot rolled steel strip, which is thereafter subjected to cold rolling into a cold rolled steel strip. At the time of subjecting the cold rolled steel strip to recrystallization continuous annealing, it is rapidly heated in the temp. range of $\approx 500^{\circ}\text{C}$ at 300 to $2000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ ultrarapid heating temp., is held to 730 to 830°C for $\leq 2\text{sec}$, is thereafter rapidly cooled at least to 400°C at 100 to $500^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ cooling temp. and is furthermore air-cooled to a room temp. This is subjected to skinpass rolling at 0.5 to 5.0% rolling ratio, by which the high strength cold rolled steel sheet having $\approx 60\text{kgf}/\text{mm}^2$ strength and excellent in workability can be produced.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-34136

(43) 公開日 平成7年(1995)2月3日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/46	M			
8/04	A	7412-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 T			
38/06				

審査請求 未請求 請求項の数1 F D (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平5-198754

(22) 出願日 平成5年(1993)7月19日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 山田 輝昭

兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本
製鐵株式会社広畑製鐵所内

(72) 発明者 浮穴 俊康

兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本
製鐵株式会社広畑製鐵所内

(72) 発明者 織田 昌彦

兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本
製鐵株式会社広畑製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 吉島 寧 (外1名)

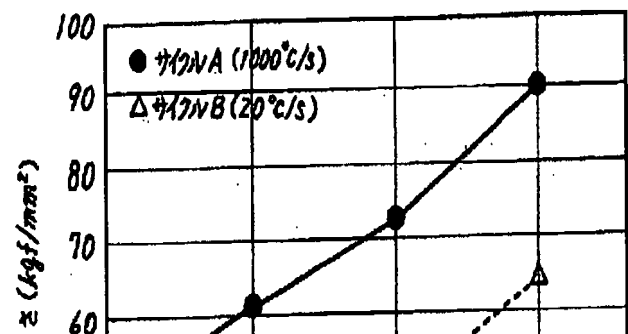
(54) 【発明の名称】 加工性に優れた焼付け硬化性高強度冷延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 C 0.070~0.20%, Mn 0.50~1.50%を含む鋼に超急速加熱焼鈍を施すことにより、高い強度、高延性、穴抜け性、高BH性を有する鋼板を製造する。

【構成】 C: 0.070~0.200%, Si: ≤

0.50, 1.50%, P: ≤ 0



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量でC：0.070～0.200%、Si：≤0.30%、Mn：0.50～1.50%、P：≤0.030%、S：≤0.025%、sol Al：0.002～0.100%、N：≤0.012%、残部不可避免の不純物及び鉄よりなる鋼片を、通常の熱間圧延条件で加熱、熱間圧延を行い、巻取り熱延鋼帯となした後、冷間圧延を行い、その後、連続焼鈍にて少なくとも500℃以上の温度域を300～2000℃/sで730～830℃に加熱しその温度域で2秒以下滞在せしめ、100～500℃/sの冷却速度で冷却した後、0.5～5.0%の調質圧延を施すことを特徴とする、加工性に優れた焼付け硬化性高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は自動車の車体など、成形加工用途に供される高強度冷延薄鋼板の製造方法に関し、焼付け硬化性を有する加工性高強度冷延鋼板の製造に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の車体外装板等には従来から車体軽量化のために高強度鋼板が広く使用されている。このような自動車用の高強度鋼板としては、プレス加工で代表される成形加工が施されることから、比較的軟質で成形加工性が良いことが必要であると同時に、自動車車体外装板等に要求される十分な強度を有することが必要である。

【0003】加工性としては特に全伸び、穴広げ性等が自動車用高強度冷延鋼板には重要である。穴広げ性は250mm角試験片に直径20mmの初期穴(d₀)を打ち抜き、バリを外側にし30°円錐ポンチで穴を押し広げる方法で割れが貫通した時点の穴径(d)を測定し、穴広げ比(d/d₀)で評価するが、例えば「材料とプロセス」1(1988)P881、「材料とプロセス」4(1991)P781、「材料とプロセス」4(1991)P2025などにも有るように、2相組織鋼板は十分な穴広げ性を有しないことが知られており、高強度冷延鋼板の自動車への適用拡大を難しくしている。このため、穴広げ性を確保するためにはフェライト単相組織で析出強化を用いた鋼板などが考えられているが、この場合には全伸び、n値が低下するなど問題がある。

【0004】また、強度に関しては、最近では成形時には比較的軟質であって成型後の塗装焼付け工程で時効硬化により強度が上昇する特性を有する鋼板、すなわち焼付け硬化性が大きい鋼板が使用されるようになってい

う。そして2%予歪み時の変形応力と熱処理後の降伏応力との差を算出し、その値を焼き付け硬化量とする。

【0005】ところで従来の焼付け硬化性を有する鋼板としては種々のものがあるが、最近では特に高い焼付け硬化性を有する高強度高延性鋼板として、例えば「日本金属学会報」19(1980)P439あるいは「日本金属学会報」19(1980)P10、「鉄と鋼」68(1982)P1348に記載されているような2相組織鋼板(Dual Phase鋼板)などが知られている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】従来の一般的な焼付け硬化性を有する鋼板では、焼付け硬化量は5kgf/mm²程度に過ぎず強度も60kgf/mm²以下である。また、従来の2相組織鋼板では強度と延性のバランスは良好であるが、焼付け硬化量は10kgf/mm²に満たず、前述したように穴広げ性も良くない。本発明は以上の事情を鑑み、鋼板強度が60kgf/mm²以上で、高い焼付け硬化性、具体的には10kgf/mm²以上の焼付け硬化量を示し、穴広げ性など良好な加工性を有する高強度冷延鋼板を生産性よく製造する方法を提供することを目的としている。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記課題を解決する方法について、成分含有量、熱延条件、連続焼鈍条件について総合的に研究を行い、加工性の優れた高強度冷延鋼板を生産性よく製造する方法を見出したものである。

【0008】本発明の要旨は下記の通りである。重量でC：0.070～0.200%、Si：≤0.30%、Mn：0.50～1.50%、P：≤0.030%、S：≤0.025%、sol Al：0.002～0.100%、N：≤0.0120%、残部不可避免の不純物及び鉄よりなる鋼片を、通常の熱間圧延条件で加熱、熱間圧延を行い、巻取り熱延鋼帯となした後、冷間圧延を行い、その後、連続焼鈍にて少なくとも500℃以上の温度域を300～2000℃/sで730～830℃に加熱しその温度域で2秒以下滞在せしめ、100～500℃/sの冷却速度で冷却した後、0.5～5.0%の調質圧延を施すことを特徴とする、加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0009】以下に本発明について詳細に述べる。本発明者らは、鋼板強度が60kgf/mm²以上である加工性に優れた高強度冷延鋼板を生産性よく製造する方法について、成分含有量、熱延条件、連続焼鈍条件について総合的に検討し、①鋼の成分の内C含有量を0.070～0.200%、Mn含有量を0.50～2.0%とした上で、②連続焼鈍の加熱に於いて少なくとも500℃以上の温度域を300～2000℃/sで730～830℃に加熱その温度域で2秒以下滞在せしめること、

③再結晶焼鈍後の冷却を $100\sim500^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で冷却すること、を主ポイントとすることにより、極めてコンパクトな連続焼鈍設備で、鋼板強度が $60\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上、かつ焼付け硬化量は $10\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上である、加工性に優れた高強度冷延鋼板を生産性よく製造することが可能となることを見いだしたものである。

【0010】図1は、本発明の効果を示した図である。C含有量が0.12%でMn含有量を変化させたA1-K鋼を、熱間圧延時の巻き取り温度を 550°C とし、本発明の方法で製造した。板厚が0.80mmの冷間圧延後の鋼板を図2に示すヒートサイクルで焼鈍を行い、1.0%の調質圧延を施し、引っ張り強さとMn量の関係を示した。

【0011】図1から、①鋼の成分のうち特にMn含有量を0.50%以上とした上で、②連続焼鈍の加熱に於いて $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ のような超急速加熱し、その温度域で0.1secのような極短時間の保定後、③ $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度で冷却することによって、比較サイクルのような徐加熱し均熱時間の長いサイクルに比べ大幅な強度上昇が得られるという全く新しい知見が得られた。本発明者等はこのことに付いて、得られた試料の組織を調査した結果、本発明の範囲で作られたサンプルは比較サイクルBに比べ微細で均一な複合組織となっていることが判明し、これが本発明の方法で強度上昇がはかれる原因であることが分かった。

【0012】このような強度上昇がはかれる組織が得られるメカニズムに付いては必ずしも充分に解明できていないが、Mn量が0.5%以上且つC含有量がある程度以上ある鋼の場合は、徐加熱焼鈍の場合は、温度が上昇し2相域にはいるとCが拡散する時間が充分にあるため α 相と γ 相の2相分離が充分に進行すると共に α 相の粒成長が起こる結果、急冷によって強度上昇が可能な γ 相のボリュームが少なくなりサイクルBのように $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ のような急冷を行っても強度上昇が得られなくなる。ところが、急速加熱の場合は、Cが拡散する時間が殆ど無いので2相分解が進まず粒成長も抑制され均熱温度に到達した時点では微細均一で γ 相のボリュームも多い2層状態にあり、均熱時間が短ければその状態が保たれ、その後の急冷によって強度の高い焼き入れ組織のボリュームも多く微細で均一な複合組織となったと考えられる。

【0013】また、本発明法によると、従来の低い加熱速度による方法に比べると、穴抜け性も同時に改善されることが分かった。従来法で焼鈍した場合には、穴抜け比は1.4~1.6程度に過ぎないが、加熱速度が $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ と高い場合には1.7以上を示すようになった。これは、「材料とプロセス」4(1991)P781に一部記載されているように、組織の微細化による改善効果と理解できる。

【0014】又、図1からは、Mn含有量が0.3%のように低い場合には、例え、連続焼鈍条件が本発明の条件の方法であっても比較サイクルBとほぼ同等な強度しか得られず、Mn含有量を0.50%以上にすることの重要性がよくわかる。

【0015】尚、図1に示す本発明範囲の鋼の調質後のE1は7~20%と極めて良好な特性値が得られ、曲げ加工性、穴抜け性を含めて、鋼板の加工性は良好であった。以下に製造条件について詳細に述べる。

【0016】Cは、前述のように強度を確保する上で重要な元素で、0.07%未満では目標とする強度が得られなくなるので、0.07%を下限とした。また0.20%超では、強度が高くなり過ぎ加工性の劣化が著しくなるので0.20%を上限値とした。

【0017】Mn含有量は、前述のように強度を確保する上で重要な元素で、0.5%未満では目標とする強度が得られなくなるので、0.5%を下限とした。また1.50%超では、強度が高くなり過ぎ加工性の劣化が著しくなるので1.50%を上限値とした。

【0018】Siは、これを多く含み過ぎると表面の酸化に起因する問題が増加するため、その上限を0.30%とした。下限は、これが低くても特に問題を起こさないもので制限を加える必要はない。

【0019】Pは、鋼板の二次加工割れを誘起するので上限を0.03%とした。下限は、これが低くても特に何も問題を起こさないもので制限を加える必要はない。

【0020】Sは加工性の観点から低い方が望ましいが、あまり低く制限すると製造コストが高くなるため、比較的容易に達成できる範囲で、尚且つ実質的な悪影響を与えないという条件から、その上限を0.025%とした。

【0021】sol Alは、脱酸剤として用いられ、0.002%は残留するので下限値を0.002%とした。又、0.100%以上になると製造時に溶鋼の空気酸化が起こり易くなり介在物量が増え、加工性を劣化させるようになるので0.100%を上限値とした。

【0022】Nは強化元素として利用できる有用な元素であり必要に応じ添加すればよい。しかし、0.0120%超含有すると铸件に気泡が生じるようになるので上限値を0.0120%とした。尚、Nはいくら少なくとも、材質に悪影響を及ぼすこともなく、強度もC、Mn等で確保できるので特に規制する必要はない。

【0023】熱延条件は、特に規制する必要がなく通常の熱延条件でよい。尚、巻き取り温度は(以下C、Tと記す) 670°C 未満の方が、熱延板のセメントタイト或いはパーライト組織が細かく均一に分散するので、焼鈍板の複合組織を均一で微細化するのに好都合となるので、 670°C 未満の巻き取り温度のほうが好ましい。冷間圧延は、特に規制する必要がなく、通常の冷延鋼板を製造する冷間圧延条件で行えばよい。

【0024】連続焼鈍の再結晶焼鈍の加熱速度は、本発明の最も重要なポイントで、その効果並びにそのメカニズムは先に推察した通りである。加熱速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では超急速加熱効果が得られず目的とする強度が得られなくなるので $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を下限値とした。尚、 $2000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超の加熱速度ではあまりにも加熱速度が速すぎるため加熱の到達温度の制御が不安定となり安定した品質が得難くなるので $2000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を上限とした。尚、この様な超急速加熱の効果は、種々の調査の結果、少なくとも 500°C 以上の温度域を $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の加熱速度で行えば超急速加熱の効果が得られることがわかったので、少なくとも $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の超急速加熱を行う必要がある温度域を 500°C 以上とした。

【0025】再結晶焼鈍時の焼鈍温度は、 730°C 未満では強度の確保に必要な γ 層のボリュームが得られないので 730°C を下限値とした。尚、焼鈍温度が 830°C 超になると均熱帯を通過するときに鋼板が軟化し伸び易くなり通板性が悪くなるので 830°C を上限値とした。

【0026】再結晶焼鈍時の均熱時間は、 2.0sec 超では、 α 、 γ の二層分離が起こり軟質化するので上限値を 2.0sec とした。尚、超急速加熱焼鈍では均熱時間がなくとも再結晶は起き強度も確保できるので均熱時間の下限値は規制する必要がある。

【0027】再結晶焼鈍後の冷却条件は、均熱時の微細且つ均質な α 、 γ の二層状態から急冷によって強度の高い微細で均質な複合組織を得るために必須な条件で、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では必要な強度が得られなくなるので下限値を $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ とした。尚、 $500^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 超では均一な冷却が困難となりコイルの形状が悪くなるようになるので $500^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を上限値とした。尚、急冷は、少なくとも 400°C まで $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で行えば所定の強度が得られるので必ずしも室温まで急冷する必要はなく、 400°C 未満の温度域は放冷でも強制空冷でも材質に殆ど影響を及ぼさないので特に規制しなかった。

【0028】調質圧延は、降伏点伸びを消去すると共に*

*形状を矯正するのに有効な手段で、 0.5% 以上の調質圧延率が必要である。又、調質圧延率は降伏点を上昇させるのには効果的な方法であるので必要に応じて調質圧延率を増やせばよいが、 5.0% 超ではE1の劣化が大きくなるので上限値を 5.0% とした。

【0029】

【実施例】以下に本発明の効果を実施例により説明する。表1に示す成分、熱延条件で 3.2mm の熱延鋼帯を製造し、冷間圧延した 0.80mm の冷延鋼板を図3に示すヒートサイクルで表2に示す条件で連続焼鈍を行い、 1.2% の調質圧延を施し、冷延鋼板を得た。得られた鋼板を引張り試験に供し、引張り強さ(TS)、全伸び(E1)を測定すると共に、得られた鋼板に 2% の引張り歪みを与えた後、 $170^{\circ}\text{C} \times 20\text{min}$ の焼付け処理を行い、焼付け硬化(BH)量を測定した。また、穴抜け性は 250mm 角試験片に直径 20mm の初期穴(d_0)を打ち抜き、バリを外側に 30° 円錐ポンチで穴を押し広げる方法で割れが貫通した時点の穴径(d)を測定し、穴抜け比(d/d_0)で評価した。これらの結果を表2に示す。

【0030】鋼Aは、Mn量が 0.25% と低く外れた成分範囲の製造条件のものである。鋼B、C、D、Eは本願の発明の方法の範囲内の製造条件のもので、鋼B、C、DはC、Mnを変化させた成分例のもので、鋼Eは本願の発明の方法の範囲でNを 0.0098% と多く添加した成分例のものである。試料1、2、7、8は比較例で、何れも目標とする張つ張り強さの $60\text{kgf}/\text{mm}^2$ 未満である。試料3、4、5、6は、本発明の方法の実施例で、何れも目標とする引張り強度が $60\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上で且つ、E1も $15 \sim 20\%$ と優れた特性値が得られ、また、焼付け硬化量も $10\text{kgf}/\text{mm}^2$ 以上あり、本願の発明の方法が狙いとする材質を製造できることが分かる。

【0031】

【表1】

表 1

鋼	成 分 (wt%)						熱 延 (°C)			備 考
	C	Mn	P	S	solAl	N	SRT	F.T	C.T	
A	0.125	0.25	0.012	0.006	0.045	0.0038	1200	880	550	発明外
B	0.122	0.55	0.105	0.005	0.036	0.0025	1200	855	550	発明内
C	0.144	1.20	0.011	0.008	0.035	0.0040	1200	865	550	発明内
D	0.182	0.54	0.017	0.003	0.045	0.0024	1200	860	600	発明内
E	0.105	1.18	0.011	0.007	0.040	0.0098	1250	870	550	発明内

但し、SRT：スラブ加熱温度、 F.T：熱延仕上温度

表 2

試料	供試鋼	Ann.条件				調圧後		BH kg/mm ²	穴拡張性	備考	
		α_H °C/s	T	X	t	α_c °C/s	EI %				TS kg/mm ²
1	A	20	750	×	20.0	30	23	47	5	×	比較例
2	A	1000	770	×	0.1	300	22	55	11	○	比較例
3	B	1000	780	×	0.1	300	20	60	11	○	本発明例
4	C	1000	780	×	0.1	300	16	65	13	○	本発明例
5	D	1000	830	×	0.1	300	17	65	13	○	本発明例
6	E	1000	780	×	0.1	300	15	70	14	○	本発明例
7	C	20	770	×	20.0	30	22	50	5	×	比較例
8	C	20	770	×	20.0	300	21	55	9	×	比較例

穴広げ性は、穴広げ性1.7以上を○、それ以下を×とした。

【0033】試料1は、Mn量が低く外れ且つ連続焼鈍条件も従来の方法である比較例で、強度が低く焼付け硬化量も小さい。試料2は、連続焼鈍条件は本発明の方法であるので、組織が微細化し穴広げ性は良好であったが、Mn量が低く外れているため強度が低い。この結果から明らかなように、Mn含有量を0.5%以上に規制する事の重要性がよく分かる。

【0034】試料3、4、5、6は、本発明の方法の実施例で、試料3、4、5は、C、Mn量を本発明の範囲内で変化させた実施例で、試料6はN量を増やした実施例である。何れも目標とする引っ張り強さである60kgf/mm²以上の強度と15~22%の全伸びと良好な穴広げ性を有し、且つ焼付け硬化量も10kgf/m

m²以上が得られ、本願の発明の方法が狙いとする加工性が優れ且つ高い焼付け硬化性を有する高強度冷延鋼板が製造できた。

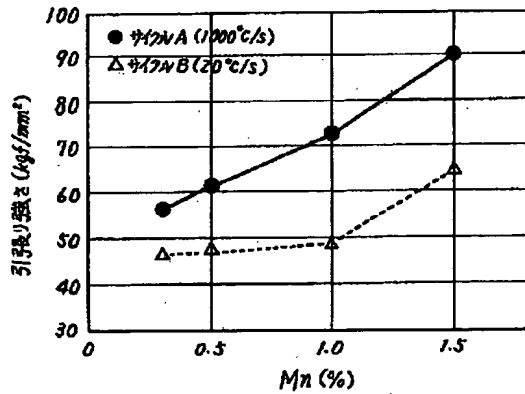
【0035】試料7、8は比較例で、何れも供試鋼の製造条件は本発明内であるが、試料7は連続焼鈍条件が加熱温度、均熱時間、冷却速度が外れた比較例で、強度が50kgf/mm²と低く、試料8は連続焼鈍条件が冷却速度は本発明の範囲内であるが、加熱速度、均熱時間が外れた比較例で、強度が55kgf/mm²と低い。この結果から明らかなように、連続焼鈍の条件を本発明の範囲に規制する事の重要性がよくわかる。以上の実施例から、焼鈍時間が約2秒程度の極短時間の焼鈍で、加工性に優れ、且つ高い強度と焼付け硬化性を有する鋼板

の製造が可能になることがわかる。

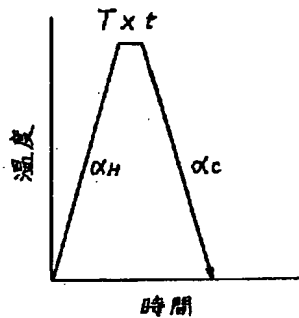
【0036】

【発明の効果】以上に本発明について詳細に説明したが、本発明によれば、鋼板強度が 60 kgf/mm^2 以上で、 10 kgf/mm^2 以上の焼付け硬化量を示し、穴広げ性など良好な加工性を有する高強度冷延鋼板を、生産性よく製造する事が可能となり、その工業的価値は*

【図1】



【図3】



*大である。

【図面の簡単な説明】

【図1】強度に及ぼす本発明の効果を示す図である。

【図2】図1の調査実験に用いた連続焼鈍のヒートサイクルを示す図である。

【図3】実施例に用いた連続焼鈍のヒートサイクルを示す図である。

【図2】

